

УДК 669.14.539.89

С.О. Котречко, Ю.Я. Мешков,
Р.В. Тельович, В.М. Грищенко

ВПЛИВ МІКРОСТРУКТУРИ МАРТЕНСИТНИХ МАЛОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ НА ТЕМПЕРАТУРУ В'ЯЗКО-КРИХКОГО ПЕРЕХОДУ ПРИ ВИПРОБУВАННЯХ ШАРПІ

Вступ

Сфера застосування сталей з мартенситною структурою визначається значною мірою рівнем їх в'язкості. На сьогодні для оцінки в'язкості сталей широко використовується тест Шарпі. При цьому як міра в'язкості металу зазвичай використовується величина температури в'язко-крихкого переходу T_C . Згідно з наявними експериментальними даними, найважливішими параметрами мікроструктури, які впливають на температуру в'язко-крихкого переходу T_C при ударних випробуваннях Шарпі сталей після гартування та відпуску, вважаються розмір колишнього аустенітного зерна або мартенситного пакета та товщина карбідних частинок [1]. У публікаціях [2, 3] спостерігалась залежність температури в'язко-крихкого переходу від величини мартенситного пакета. Величина межі текучості істотно впливає на T_C . Це означає, що ця величина залежить від тих самих структурних складових, які впливають і на межу текучості сталей з відпущеним мартенситом. Якщо за розмір дійсного зерна взяти величину мартенситного пакета [4], для сталей, які розглядаються, вплив структури на умовну межу текучості $\sigma_{0,2}$ може бути описаний залежністю Холла–Петча [4]. Величина $\sigma_{0,2}$ у цій залежності є функцією густини дислокацій, тому густина дислокацій також впливає на температуру в'язко-крихкого переходу. Як правило, зростання межі текучості призводить до збільшення T_C . Для того щоб кількісно описати вплив наведених факторів на величину T_C , запропоновано кілька емпіричних залежностей, узагальнених у праці [1]. На жаль, можливість застосування цих залежностей обмежена тими сталями, які було використано для їх одержання.

Постановка задачі

Мета дослідження полягає в тому, щоб, виходячи з аналізу мікромеханізму руйнування розглядуваних сталей, встановити фундаментальні закономірності зміни температури в'язко-крихкого переходу при випробуваннях Шарпі і на цій основі сформулювати вимоги до параметрів мікроструктури сталі, які забезпечують низькі значення T_C .

Теоретичний аналіз проблеми

Згідно з існуючими уявленнями [5, 6], умова крихкого руйнування перед надрізом має такий вигляд:

$$\sigma_1 = \sigma_F, \quad \bar{\sigma} = \sigma_Y \left(\frac{\bar{e}}{e_Y} \right)^n, \quad (1)$$

де σ_1 – розтягальне напруження перед надрізом; $\bar{\sigma}$ – еквівалентне, за Мізесом, напруження текучості металу; σ_F – критичне напруження сколу; \bar{e} – еквівалентна деформація; σ_Y – межа текучості металу; n – показник деформаційного зміцнення; e_Y – пластична деформація в момент досягнення межі текучості.

Вираз (1) означає, що руйнування ініціюється в локальній пластичній області в точці, де локальна пластична деформація дорівнює \bar{e} . Якщо покласти $\bar{e} = e_Y$, то отримаємо класичний критерій руйнування на межі пружно-пластичної області [7].

Згідно з даними [6, 8, 9], критичне напруження сколу σ_F не є константою матеріалу – її значення залежить від радіуса надрізу та величини “process zone”. Це зумовлено статистичною природою крихкого руйнування металу [9, 10]. У зв'язку з цим доцільно виразити σ_F через іншу характеристику, яка визначає властивості власне матеріалу і однозначно зв'язана з параметрами мікроструктури сталі. Такою характеристикою є “опір мікросколу” R_{MC} , що визначається як мінімальне напруження крихкого руйнування в умовах одновісного розтягу (рис. 1). Вона характеризує мінімальний рівень міцності, яку може мати метал при крихкому руйнуванні. Найпростіше визначити крихку міцність матеріалу R_{MC} через проведення випро-

бувань на одновісний розтяг ненадрізаних зразків. Інші методи її визначення розглянуто в статті [11]. Зв'язок між критичним напруженням сколу σ_F і крихкою міцністю металу R_{MC} описується залежністю

$$\sigma_F = k_V R_{MC}. \quad (2)$$

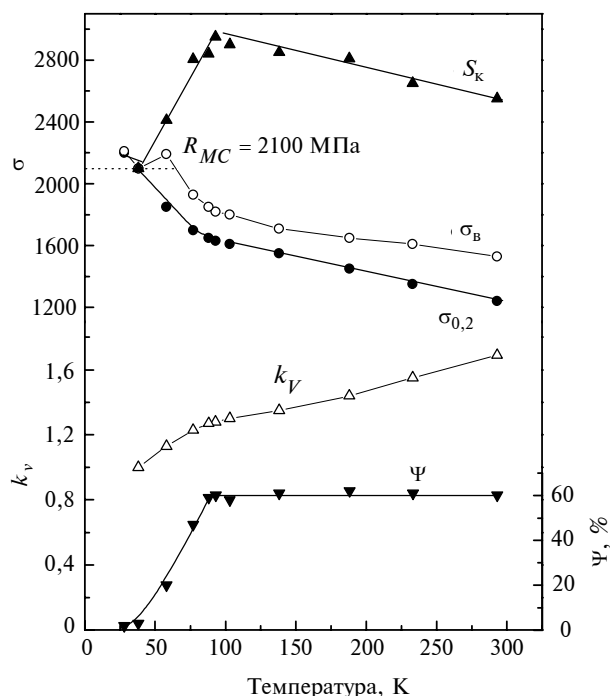


Рис. 1. Визначення крихкої міцності R_{MC} за результатами випробувань на одновісний розтяг

Коефіцієнт k_V характеризує величину масштабного ефекту при крихкому руйнуванні перед надрізом. Цей ефект зумовлений локалізацією процесу ініціювання руйнування у гранично малих об'ємах ($V \leq 1 \text{ мм}^3$) перед надрізом [9, 10]. Для зразків типу Шарпі цей коефіцієнт змінюється в інтервалі 1,4–1,6. Підставляючи (2) в (1), після перетворень отримаємо

$$K_T \left(\frac{\bar{e}}{e_Y} \right)^{-n} = \frac{Q}{k_{ss}}, \quad (3)$$

де Q — коефіцієнт перенапруження ($Q = \sigma_1 / \bar{\sigma}$) [7]; K_T — коефіцієнт в'язкості металу ($K_T = R_{MC} / \sigma_Y$) [12, 13].

Залежність (3) описує руйнування в умовах статичного навантаження зразка з надрі-

зом. Перше наближення для динамічного навантаження можна записати як

$$K_T \left(\frac{\bar{e}}{e_Y} \right)^{-n} = \delta_U \frac{Q}{k_{ss}}, \quad (4)$$

де параметр δ_U характеризує ступінь зростання напруження текучості в умовах переходу від статичного навантаження до динамічного ($\delta_U = \sigma_Y^{Dn} / \sigma_Y^{St}$, де σ_Y^{St} і σ_Y^{Dn} — значення меж текучості в умовах відповідно статичного і динамічного навантаження).

Згідно з (4), щоб протистояти крихкому руйнуванню в умовах динамічного навантаження, метал повинен мати рівень в'язкості K_T у δ_U разів більший, ніж при статичному навантаженні. Оскільки величина в'язкості зростає із збільшенням температури, то це означає, що в умовах динамічного навантаження крихке руйнування настає при вищій температурі.

У залежності (4) параметр \bar{e} характеризує локальну пластичну деформацію перед надрізом у місці, де ініціюється руйнування. Її величина залежить від інтервалу температур руйнування. При атестації металів найактуальнішим є визначення інтервалу температур переходу від їх в'язкого стану до крихкого. Проведені в [9, 10] методом скінченних елементів розрахунки показали, що для сталей при температурі, починаючи з якої частинка в'язкої складової прямує до 100 %, еквівалентна деформація в місці ініціювання крихкого руйнування становить приблизно 0,01–0,03. Поклавши $\bar{e} \approx 0,02$ і $e_Y \approx 0,002$, після підстановки цих значень у (4) отримаємо

$$K_T(T_C) \cdot 10^{-n(T_C)} = \delta_U \frac{Q}{k_{ss}}. \quad (5)$$

Права частина залежності (5) визначає рівень в'язкості, яку має деформований на 2 % метал при критичній температурі T_C . Ліва частина характеризує ефективне перенапруження, створюване надрізом в умовах динамічного навантаження при T_C .

Залежність (5) дає можливість на кількісному рівні проаналізувати основні фактори, які впливають на температуру в'язко-крихкого переходу при випробуваннях Шарпі. Для цього необхідно розв'язати нелінійне рівняння (5)

відносно температури. Проте, для того щоб в явному вигляді встановити зв'язок між T_C і механічними характеристиками металу, доцільно ввести спрощувальні припущення. Якщо знехтувати температурною залежністю показника деформаційного зміцнення, а температурну залежність межі текучості апроксимувати лінійною функцією, то вираз (5) можна записати у вигляді

$$K_T [1 - \delta_T (T_0 - T_C)] \cdot 10^{-n} \approx \delta_U \frac{Q}{k_{ss}}, \quad (6)$$

де δ_T — параметр, що характеризує температурну залежність межі текучості металу у відносних одиницях ($\delta_T = [1 - \sigma_Y(T_0)/\sigma_Y(T_{fin})]/(T_0 - T_{fin})$); величини T_0 і T_{fin} визначають межі лінійної апроксимації температурної залежності межі текучості (для зручності аналізу і зменшення похибки апроксимації покладалось, що T_0 — кімнатна температура: $T_0 = 293\text{ К}$ ($+20^\circ\text{C}$), а $T_{fin} = 213\text{ К}$ (-60°C)); K_T і n — значення коефіцієнта в'язкості та показника деформаційного зміцнення при кімнатній температурі.

Залежність (6) дає можливість отримати вираз для критичної температури T_C крихкого руйнування надрізаного зразка. Перетворюючи (6) із врахуванням виразу для K_T , отримаємо

$$T_C \approx T_0 - \frac{1 - \delta_U \frac{Q}{k_{ss}} \frac{10^n \sigma_Y}{R_{MC}}}{\delta_T}. \quad (7)$$

Як показано у [12], рівень крихкої міцності сталі R_{MC} в залежності структурного стану сталі може визначатися розміром феритного зерна, бейнітного або мартенситного пакета, діаметром карбідної частинки. Тому в (7) цей

параметр характеризує вплив мікроструктури сталі на температуру Шарпі. Вплив субструктури на T_C можна описати (інтегрально) за допомогою значення межі текучості σ_Y та показника деформаційного зміцнення n .

Методика експериментальних досліджень

Експериментальні дослідження передбачали проведення низькотемпературних випробувань на одновісний розтяг ненадрізаних зразків. За результатами цих випробувань будувались температурні залежності межі текучості σ_Y , тимчасового опору руйнуванню σ_u , істинного напруження руйнування S_F , рівномірної деформації e_u , відносного звуження ψ , показника деформаційного зміцнення за Холломоном n ($\sigma_e = \sigma_Y(e/e_Y)^n$), де σ_e — напруження текучості; e_Y — деформація при межі текучості. Крім того, визначалось мінімальне напруження крихкого руйнування (крихка міцність сталі) R_{MC} .

Ударна в'язкість сталей визначалась за результатами випробувань зразків Шарпі в інтервалі температур 293 К ($+20^\circ\text{C}$)— 133 К (-140°C). За цими випробуваннями визначалась температура 100 %-ного крихкого зламу зразка Шарпі T_C . Поверхня зламу зразків Шарпі досліджувалась за допомогою скануючого електронного мікроскопа. Розподіл карбідних частинок і їх розміри визначались із застосуванням трансмісійної електронної мікроскопії.

Як об'єкт досліджень використовувались ті ж маловуглецеві леговані сталі після гартування і відпуску. Хімічний склад сталей наведено в табл. 1. Режими термічної обробки та параметри мікроструктури подані в табл. 2.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних сталей

| Сталь | Хімічний склад, % | | | | | | | | | | | Термічна обробка |
|-------------|-------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|------|----------------------|
| | C | Mn | Si | S | P | Cr | Ni | Mo | Al | Ti | V | |
| 12ХНЗМФА(1) | 0,12 | 0,37 | 0,29 | 0,008 | 0,007 | 1,03 | 2,95 | 0,23 | 0,009 | 0,009 | 0,04 | Гартування + відпуск |
| 12ХНЗМФА(2) | 0,13 | 0,34 | 0,38 | 0,015 | 0,009 | 1,05 | 2,76 | 0,23 | 0,027 | 0,006 | 0,03 | |
| 12ХНЗМФА(3) | 0,09 | 0,68 | 0,32 | 0,007 | 0,007 | 0,96 | 2,85 | 0,22 | 0,01 | 0,01 | 0,05 | |
| 12ХНЗМФА(4) | 0,10 | 0,61 | 0,37 | 0,002 | 0,015 | 1,22 | 2,00 | 0,18 | 0,016 | 0,006 | 0,04 | |

Таблиця 2. Режими термічної обробки та параметри мікроструктури досліджуваних сталей

| Режим термічної обробки | Середній розмір аустенітного зерна d_a , мкм | Середньо-квадратичне відхилення розміру зерен $\sqrt{D_a}$, мкм | Середній розмір пакета $< d >$, мкм | Найбільш ймовірний розмір пакета $d_{пр}$, мкм | Середньо-квадратичне відхилення розмірів пакетів $\sqrt{D_{Ln}}$, мкм | Найбільш ймовірний розмір карбідних частинок $t_{пр}$, мкм | Крихка міцність R_{MC} , МПа | Межа текучості при $+20^\circ\text{C}$ $\sigma_{0,2}$, МПа | Межа міцності при $+20^\circ\text{C}$ σ_B , МПа | Відносне звуження ψ , % |
|---|--|--|--------------------------------------|---|--|---|--------------------------------|---|--|------------------------------|
| 12ХН3МФА (1) | | | | | | | | | | |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 7,6 | 4,3 | 5,2 | 4,7 | 0,448 | 0,037 | 1810 | 910 | 955 | 72 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 7,6 | 4,8 | 5,2 | 4,6 | 0,487 | 0,028 | 1950 | 960 | 1015 | 71 |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 11 | 5,7 | 7,1 | 6,5 | 0,416 | 0,028 | 1870 | 920 | 960 | 71 |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (ен) | 11 | 5,7 | 7,1 | 6,5 | 0,416 | 0,037 | 1830 | 940 | 970 | 71 |
| (б) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 18,3 | 10,7 | 10,9 | 9,8 | 0,445 | 0,037 | 1820 | 830 | 880 | 72 |
| (п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 15,4 | 7,8 | 9,4 | 8,7 | 0,406 | 0,037 | 1790 | 870 | 910 | 73 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен термоцикування 3 цикли) | 4,9 | 2,2 | 3,5 | 3,3 | 0,377 | 0,025 | 2070 | 990 | 1040 | 73 |
| (п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 15,4 | 7,8 | 9,4 | 8,7 | 0,406 | 0,037 | 1790 | 870 | 910 | 73 |
| 12ХН3МФА (2) | | | | | | | | | | |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 630^\circ\text{C}$ (піч 3 год) | 19,8 | 13,2 | 11,6 | 10,3 | 0,481 | 0,045 | 1570 | 760 | 820 | 76 |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 11,9 | 7,5 | 8,4 | 7,6 | 0,438 | 0,037 | 1720 | 860 | 920 | 73 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 630^\circ\text{C}$ (піч 3 год) | 19,8 | 13,2 | 11,6 | 10,3 | 0,481 | 0,045 | 1600 | 760 | 830 | 76 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 8,8 | 5,5 | 6,2 | 5,6 | 0,458 | 0,037 | 1980 | 950 | 1040 | 72 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 8,8 | 5,5 | 5,9 | 5,2 | 0,482 | 0,028 | 2000 | 970 | 1060 | 70 |
| (б) $T_a = 860^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 620^\circ\text{C}$ (піч 1 год) | 12 | 7,6 | 7,6 | 6,8 | 0,482 | 0,036 | 1830 | 920 | 970 | 73 |
| (п) $T_a = 860^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 620^\circ\text{C}$ (піч 1 год) | 12 | 7,6 | 7,6 | 6,8 | 0,482 | 0,036 | 1860 | 940 | 990 | 70 |

| Режим термічної обробки | Середній розмір аустенітного зерна d_a , мкм | Середньоквадратичне відхилення розміру аустенітних зерен $\sqrt{D_a}$, мкм | Середній розмір пакета $< d >$, мкм | Найбільш ймовірний розмір пакета d_{mpv} , мкм | Середньоквадратичне відхилення логарифмічних розмірів пакетів $\sqrt{D_{Ln}}$, мкм | Найбільш ймовірний розмір карбідних частинок t_{mpv} , мкм | Крихка міцність R_{MC} , МПа | Межа текучості при $+20^\circ\text{C}$ $\sigma_{0,2}$, МПа | Межа міцності при $+20^\circ\text{C}$ σ_B , МПа | Відносне зсування ψ , % |
|--|--|---|--------------------------------------|--|---|--|--------------------------------|---|--|------------------------------|
| 12ХН3МФА (3) | | | | | | | | | | |
| (п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 15,4 | 8 | 9,4 | 8,7 | 0,413 | – | 1720 | 840 | 900 | 73 |
| 12ХН3МФА (3) | | | | | | | | | | |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 15 | 7,1 | 9,2 | 8,6 | 0,386 | 0,028 | 1740 | 850 | 890 | 79 |
| (б) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 15 | 7,1 | 9,2 | 8,6 | 0,386 | 0,037 | 1700 | 800 | 850 | 80 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 13,6 | 6,4 | 8,5 | 7,9 | 0,385 | 0,028 | 1760 | 840 | 880 | 78 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 13,6 | 6,1 | 8,5 | 7,9 | 0,371 | 0,037 | 1780 | 750 | 820 | 80 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 630^\circ\text{C}$ (піч 3 год) | 23 | 11,4 | 13,0 | 12,0 | 0,394 | 0,045 | 1500 | 670 | 740 | 80 |
| (б) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 17,6 | 9,5 | 10,5 | 9,6 | 0,423 | – | 1600 | 740 | 810 | 80 |
| (п) $T_a = 870^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 17,1 | 7,7 | 10,3 | 9,6 | 0,371 | – | 1580 | 710 | 820 | 81 |
| (б) $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 67,5 | 38,4 | 22,4 | 21,3 | 0,311 | – | 1520 | 730 | 820 | 79 |
| (п) $T_a = 1000^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 650^\circ\text{C}$ (заводська термообробка) | 36 | 20,2 | 17,8 | 16,4 | 0,405 | – | 1500 | 710 | 790 | 81 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен, піч 3 год) | 5,8 | 2,5 | 4,1 | 3,8 | 0,364 | 0,025 | 2200 | 900 | 1060 | 75 |
| 12ХН3МФА (4) | | | | | | | | | | |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 600^\circ\text{C}$ (ен) | 12,2 | 7,4 | 7,7 | 6,9 | 0,467 | 0,028 | 1910 | 950 | 1040 | 73 |
| (п) $T_a = 850^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 660^\circ\text{C}$ (ен) | 12,2 | 7,4 | 7,7 | 6,9 | 0,467 | 0,037 | 1840 | 860 | 900 | 75 |
| (п) $T_a = 880^\circ\text{C}$, $T_{\text{відп}} = 630^\circ\text{C}$ (піч 3 год) | 28 | 17 | 15,0 | 13,7 | 0,437 | – | 1600 | 700 | 760 | 77 |

Примітка. T_a – температура аустенізації; $T_{\text{відп}}$ – температура відпуску; ен – швидкісний (5 К/с) електронагрів; ділянка прокату: (п) – полочка; (б) – бульба.

Результати і їх обговорення

Використання залежності (7) для кількісних оцінок критичної температури T_C потребує визначення ефективного перенапруження $\delta_U \frac{Q}{k_V}$ перед надрізом. Його значення можна знайти, використовуючи експериментальні дані щодо швидкісної залежності межі текучості δ_U та обчисливши Q і k_V за методом “local approach to fracture” [9]. Проте наближену оцінку цього параметра можна отримати і простішим способом. Згідно з (6), при критичній температурі T_C значення $\delta_U \frac{Q}{k_V}$ дорівнює $K_T(T_C) \cdot 10^{-n(T_C)}$.

Таким чином, для визначення ефективного перенапруження необхідно за результатами випробувань зразків Шарпі встановити температуру 100%-ної крихкої складової T_C і для цієї температури за даними на одновісний розтяг знайти значення коефіцієнта в'язкості $K_T(T_C)$ і показника деформаційного зміцнення $n(T_C)$.

Як було зазначено вище, добуток $K_T(T_C) \cdot 10^{-n(T_C)}$ визначає критичний рівень в'язкості, яку має деформований на 2 % метал у момент руйнування при T_C . Ця величина є мірою окрихчувальної дії концентратора напружень і характеризується параметром E_m [14]. На рис. 2 наведено значення критичного рівня в'язкості металу випробуваних сталей при температурі 100 %-ної в'язкої складової у

зламі. За даними таких факторів величина E_m дорівнює $1,70 \pm 0,02$.

У [15] було показано, що рівень крихкої міцності досліджуваних сталей (див. табл. 2) контролюється розміром карбідних частинок. У першому наближенні

$$R_{MC} = K_F^c t^{-1/2}, \quad (8)$$

де t – найбільш ймовірна товщина карбідної частинки, мм; $K_F^c = 11 \text{ МПа}\sqrt{\text{мм}}$.

Залежність (8) виконується при умові, що розмір мартенситного пакета d не перевищує критичного значення:

$$d \leq (230-290)t. \quad (9)$$

При більших розмірах мартенситного пакета R_{MC} залежить від його розміру. Фізичний зміст цього співвідношення полягає в тому, що в сталях з мартенситною структурою існує два мікомеханізми утворення зародкових тріщин. Вони можуть утворюватись як результат сколу карбідних частинок або за дислокаційним механізмом. У першому випадку розмір зародкових тріщин визначається товщиною цементитних частинок, у другому – розміром мартенситного пакета. В такій ситуації напруження крихкого руйнування сталі буде контролюватися тим мікомеханізмом, який дає найбільшу зародкову тріщину. Це залежить від співвідношення розмірів мартенситного пакета і карбідних частинок. Зміна мікомеханізму ініціювання руйнування визначається співвідношенням (9).

Слід зазначити, що напруження крихкого руйнування контролюється розмірами пакетів або карбідних частинок, які знаходяться у “хвості” статистичного розподілу їх розмірів. Проте для зручності оцінок і порівняння розрахункових значень з експериментальними даними критичне співвідношення (9) записано в розмірах найбільш ймовірних пакетів і частинок. Існування інтервалу критичних значень 230–280 враховує типовий діапазон зміни ступеня неоднорідності статистичного розподілу розмірів пакетів.

Підставляючи (8) у (6) із врахуванням $K_{T2}^* = 1,70$, одержимо в явному вигляді залежність критичної температури Шарпі від товщини карбідної частинки:

$$T_C \approx T_0 - \frac{1 - \left(\frac{1,70 \cdot 10^n \sigma_Y}{K_F^c} \right) \sqrt{t}}{\delta_T}. \quad (10)$$

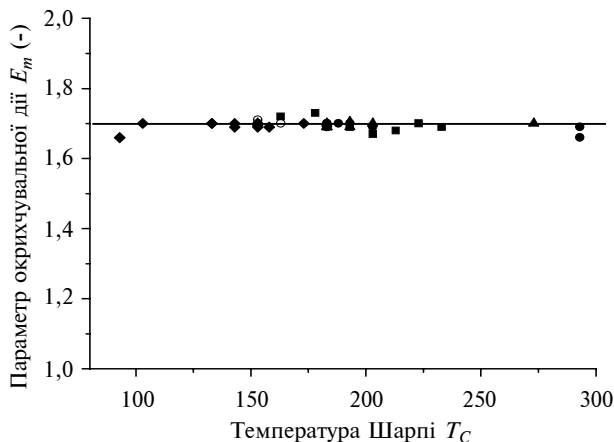


Рис. 2. Значення параметра окрихчувальної дії зразка Шарпі при критичній температурі T_C для сталей: \blacktriangle – 10ХНЗМФА(1); \bullet – 10ХНЗМФА(2); \blacklozenge – 10ХНЗМФА(3); \ominus – 10ХНЗМФА(4)

На рис. 3 наведено залежності температури 100 %-ної в'язкої складової від кореня квадратного з найбільш ймовірного розміру карбідної частинки. При побудові теоретичних залежностей використовувались середні значення δ_T ($\bar{\delta}_T = A - B\sigma_Y$, де $A = 0,00154$, $B = 6,7 \cdot 10^{-7}$) (рис. 4). Розрахунки проводились для типового для цих сталей діапазону зміни показника деформаційного зміцнення 0,025–0,045. На рис. 4 нанесено експериментальні значення T_C . Деяке відхилення експериментальних даних від теоретичних залежностей зумовлено двома основними причинами. По-перше, лінеаризацію температурної залежності межі текучості було проведено для інтервалу температур 293 К (+20 °С)–213 К (–60 °С), тому чим нижче значення T_C , тим більша похибка лінеаризації. По-друге, величини δ_T мають великий розкид залежно від режиму термічної обробки, а для побудови теоретичних залежностей використовувались середні значення цього параметра. Проте отримані залежності правильно відображають основні закономірності впливу товщини карбідних частинок, межі текучості та значення показника деформаційного зміцнення на критичну температуру Шарпі. За цими даними, подрібнення карбідних частинок призводить до зниження T_C . При цьому треба відзначити, що дана тенденція буде спостерігатися тільки за умови відповідного подрібнення мартенситних пакетів. Наприклад, гранично низьке значення температури Шарпі (93К (–180 °С)) було отримано

після трикратного електронагріву під гартування із наступним швидкісним електровідпуском. Швидкісна аустенізація забезпечила ефективне подрібнення зеренної структури (найбільш ймовірний розмір мартенситного пакета 3,8 мкм (див. табл. 2)). Швидкісний електровідпуск дозволив отримати дисперсну карбідну фазу (найбільш ймовірна товщина карбідної частинки становила 0,025 мкм (див. табл. 2)). За даними табл. 2, при заданому режимі термічної обробки маємо $d = 152t$, тобто виконується умова (9).

Чутливість T_C до зміни розміру зерна значною мірою залежить від межі текучості $\sigma_{0,2}$ сталі і схильності її до деформаційного зміцнення n . Збільшення значень цих характеристик призводить до окрихнення металу, що проявляється у зростанні T_C . Ці два структурних параметри інтегрально відображають вплив субструктури, і насамперед густини дислокацій, на температуру Шарпі. З даних на рис. 4 випливає, що чим вища міцність сталі, тим більшою мірою треба подрібнити структуру для того, щоб отримати ті ж самі значення критичної температури, що й для менших значень міцності. Залежність (10) дозволяє встановити, як повинен зменшуватись розмір карбідної частинки, щоб при зростанні межі текучості значення температури Шарпі залишалося сталим:

$$t_c = \left\{ \frac{K_F^c [1 - \delta_T(293 - T_C)]}{1,70 \cdot 10^n \sigma_Y} \right\}^2. \quad (11)$$

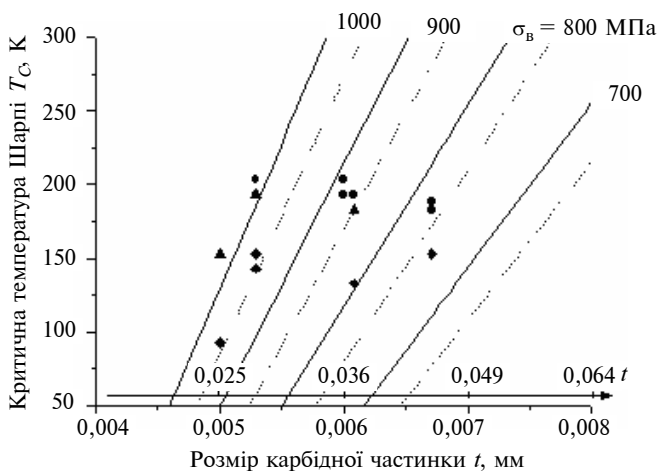


Рис. 3. Вплив розміру карбідних частинок на температуру Шарпі; – $n = 0,025$; — — — — — $n = 0,045$; ▲ – Datal_T1; ● – Datal_T2; ◆ – Datal_T3

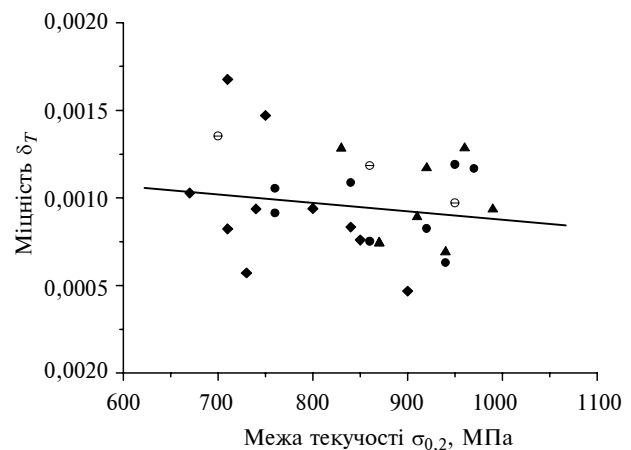


Рис. 4. Залежність параметра температурної чутливості межі текучості сталі від її міцності; позначення ті ж, що і на рис. 3; ○ – Datal_T4

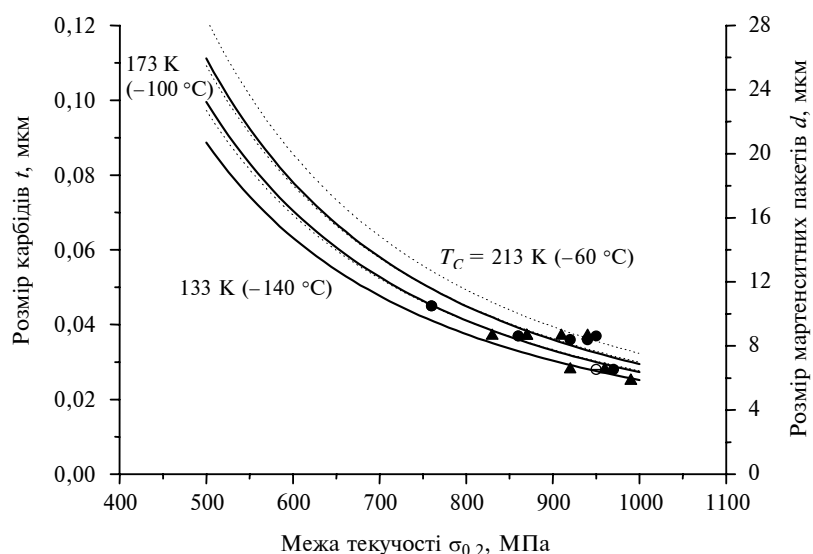


Рис. 5. Розміри карбідних частинок та мартенситних пакетів, що забезпечують сталі значення температури Шарпі при зростанні міцності сталі: — $n = 0,025$; — — — $n = 0,045$

У графічному вигляді цю залежність наведено на рис. 5. На ній також вказані значення розмірів мартенситних пакетів, які забезпечують виконання вказаної умови. Наведені криві дозволяють сформулювати вимоги до мікроструктури (оцінити розміри карбідних частинок і мартенситних пакетів), які забезпечують досягнення заданих значень міцності і температури в'язко-крихкого переходу за Шарпі маловуглецевих сталей після гартування та відпуску. Наприклад, для того щоб температура в'язко-крихкого переходу за Шарпі для сталі з межею текучості $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа становила $T_C \approx 173$ К (-100 °С), то середня товщина карбідних частинок не повинна перевищувати $0,027$ мкм, а середній розмір пакета має бути не більшим 8 мкм. Вимоги до параметрів мікроструктури сталей після гартування і відпуску, що забезпечують нижчі значення критичної температури, можна оцінити за даними на рис. 5 або за залежністю (11).

Аналіз отриманих результатів свідчить про перспективність використання швидкісної електротермообробки для одержання високих рівнів в'язкості цього класу сталей. При такій термічній обробці швидкісна аустенізація сприяє формуванню однорідної дрібнозернистої структури, а електровідпуск забезпечує отримання дисперсної карбідної фази.

Висновки

1. Температура 100 %-ної крихкої складової Шарпі-тесту загартовано-відпущених сталей, в яких $d \leq (230-290)t$ (d — середній розмір мартенситного пакета, t — середня товщина карбідних частинок), пропорційна кореню квадратному із середньої товщини карбідних частинок.

2. Чутливість температури Шарпі до зміни розміру карбідних частинок залежить від міцності сталі і її схильності до деформаційного зміцнення — чим більше значення межі текучості і показника деформаційного зміцнення сталі, тим різкіше зростає температура Шарпі при збільшенні розміру карбідних частинок.

3. Основний принцип зниження температури Шарпі сталей після гартування і відпуску полягає в узгодженому $d/t \approx (230-290)$ подрібненні мартенситних пакетів d та карбідних частинок t . (Для досягнення прийнятних значень температури Шарпі $T_C \approx 173$ К (-100 °С) маловуглецевих сталей із межею текучості порядку $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа середній розмір карбідних частинок не має перевищувати $0,027$ мкм, а середній розмір пакета має бути не більший 8 мкм.)

Швидкісний електронагрів під гартування з наступним швидкісним електровідпуском є ефективним способом зниження температури в'язко-крихкого переходу при випробуваннях Шарпі, оскільки забезпечує одержання дрібнозернистої однорідної структури в поєднанні з дисперсною карбідною фазою.

Аналіз отриманих результатів показує перспективність використання швидкісної електротермообробки для одержання високих рівнів в'язкості цього класу сталей. При такій термічній обробці швидкісна аустенізація сприяє формуванню однорідної дрібнозернистої структури, а електровідпуск забезпечує отримання дисперсної карбідної фази. Розробка технології отримання знайдених оптимальних структурних станів мартенситних маловуглецевих сталей є метою подальших досліджень у цьому напрямку.

С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Р.В. Телёвич,
В.М. Грищенко

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ МАРТЕНСИТНЫХ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА ПРИ ИСПЫТАНИЯХ ШАРПИ

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований влияния микроструктуры малоуглеродистых сталей после закалки и отпуска на температуру 100 %-ной хрупкой составляющей образцов Шарпи. Сформулированы условия разрушения металла перед надрезом при температуре Шарпи. Исходя из данных исследований образцов Шарпи и низкотемпературных исследований на растяжение ненадрезанных образцов получено значение эффективного перенапряжения перед надрезом Шарпи при критической температуре. Выяснено, что чувствительность температуры Шарпи к изменению размера карбидных частиц зависит от величины границы текучести и показателя деформационного упрочнения.

S.O. Kotrechko, Yu.Ya. Meshkov, R.V. Telyovych,
V.M. Grischenko

THE EFFECT OF MARTENSITE LOW-CARBON STEELS MICROSTRUCTURE ON THE TEMPERATURE OF DUCTILE-TO-BRITTLE TRANSITION AT CHARPY TESTS

The present paper provides insights into experimental and theoretical research on the effect of low-carbon steels microstructure after quenching and tempering on the temperature of 100% brittleness of Charpy specimens. In addition, we obtain the conditions of metal fracture ahead of a notch at Charpy temperature. Using the results of Charpy tests, as well as low-temperature tensile tests of unnotched specimens, we show the value of effective overstress ahead of Charpy notch at the critical temperature. We conclude that susceptibility of Charpy temperature to the change in the carbide particle size depends on the value of yield stress and strain hardening exponent.

1. Gladman T., Pickering F. Flow and Fracture of Polycrystals. — Weinheim. — New-York. — Bsel. — Cambridge VCH, 1983.
2. Ohtani H., Terasaki F., Kunitake T. Trans // ISI Japan. — 1972. — N 12. — P. 118.
3. Navlor J.P., Krahe P.R. // Met. Trans. — 1974. — 5A. — P. 16–99.
4. Roberts V.J. // Ibid. — 1970. — N 1. — P. 32–87.
5. Kotrechko S.A. The Critical Cleavage Stress and “Brittle Strength” of Polycrystalline Metals // Physics of Metals. — 1993. — 12, N 5. — P. 542–548.
6. Kotrechko S.A., Meshkov Yu.Ya., Nikonenko D.I., Mettus G.S. Mechanics and Physics of Quasibrittle Fracture of Polycrystalline Metals under the Conditions of Stress Concentration. Part 1. Experimental Results // Strength of Materials. — 1997. — 29, N 4. — P. 319–327.
7. Knott J.F. Fundamentals of fracture mechanics. — London; Butterworths, 1975. — 212 p.
8. Kuhne K.S., Dahl W.A. // Arch. Eisenhüttenwes. — 1983. — N 11. — P. 439.
9. Kotrechko S.A., Meshkov Yu.Ya. On Foundation of Physical Theory of Quasi-Brittle Fracture of Polycrystalline Metals in the Non-Homogeneous Fields Created by Stress Concentrators // Met. Phys. Adv. Tech. — 2000. — 18. — P. 1393–1412.
10. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 2. Теоретические представления // Пробл. прочности. — 1999. — № 3. — С. 5–16.
11. Tetelman A.S., Wilshaw T.R., Rau C.A. The Critical Tensile Stress Criterion for Cleavage // Int. J. Of Fract. Mech. — 1968. — 4. — P. 147–157.
12. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.О. Структура металла и хрупкость стальных изделий. — К.: Наук. думка, 1985. — 318 с.
13. Kotrechko S.A., Meshkov Yu.Ya., Mettus G.S. Cold Brittleness Criterion for Notched Steels Fracture Mechanics // Successes and Problem Collection of Abstracts. — 1993. — Part II ICF-8. — P. 325–326.
14. Котречко С.А., Мешков Ю.Я. Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций. — К.: Наук. думка, 2008. — 296 с.

Рекомендована Радою
інженерно-фізичного факультету
НТУУ “КПІ”

Надійшла до редакції
11 лютого 2009 року